

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection



Print

L2: Entry 3 of 8

File: JPAB

Jan 9, 1996

PUB-NO: JP408003629A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 08003629 A

TITLE: CARBURIZING AND QUENCHING METHOD

PUBN-DATE: January 9, 1996

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

MURAI, NOBUHIRO

INT-CL (IPC): [C21 D 1/06](#); [C23 C 8/22](#); [C22 C 38/00](#); [C22 C 38/44](#)

ABSTRACT:

PURPOSE: To provide a carburizing method in which a good hardened surface layer is applied to a steel.

CONSTITUTION: This is a carburizing method for steels in which, as for a steel contg. 0.05 to 1.2% C, 0.05 to 2% Si, 0.3 to 3% Mn, 0.1 to 5% Cr, 0 to 3% Ni and 0 to 2% Mo, in the temp. range of 1000°C to less than the eutectic point, the lower limit of the maximum value of the carbon concn. distribution in the surface part of a carburizing layer is regulated to $\geq 0.8\%$ and also to an amt. exceeding the carbon content of the base material and the upper limit is increased to less than the carbon content (Acm line) in which cementite is precipitated, next, at least the carburizing layer is cooled to $\leq 500^\circ\text{C}$ at $\leq 10^\circ\text{C}/\text{sec}$ cooling rate, and after that, it is reheated to the Acl point or above and is hardened to precipitate cementite grains having $\leq 1\mu\text{m}$ diameter on the surface part by $\geq 10\%$ volume ratio. Thus, fine cementite having $\leq 1\mu\text{m}$ grain size can uniformly and dispersedly be precipitated onto the surface by treatment for a short time, and the toughness of the hardened surface layer after the carburization is also good.

COPYRIGHT: (C)1996, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-3629

(43) 公開日 平成8年(1996)1月9日

(51) Int. Cl. ⁴	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 1/06	A			
C 2 3 C 8/22				
// C 2 2 C 38/00	3 0 1 N			
38/44				

審査請求 未請求 請求項の数1 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平6-133174

(22) 出願日 平成6年(1994)6月15日

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 村井 暢宏

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(74) 代理人 弁理士 村上 照忠 (外1名)

(54) 【発明の名称】 浸炭焼入方法

(57) 【要約】

【目的】 鋼の浸炭処理方法を提供する。

【構成】 C : 0.05~1.2 %、Si : 0.05~2 %、Mn : 0.3~3 %、Cr : 0.1~5 %、Ni : 0~3 %、Mo : 0~2 %を含む鋼を、1000℃以上共晶点未満の温度域で、浸炭層表面部の炭素濃度分布の最大値の下限を0.8 %以上、かつ母材の炭素量を超える量、同じく上限をセメンタイトが析出する炭素量 (A_{cm}線) 未満に増大させ、次いで10℃/sec以上の冷却速度で少なくとも浸炭層を500℃以下まで冷却後A_{ci}点以上に再加熱して焼入し、表面部に直径1μm以下のセメンタイト粒を体積比で10%以上析出させる鋼の浸炭処理方法。

【効果】 短時間の処理で表面に粒径が1μm以下の微細セメンタイトを均一分散して析出させることができる。浸炭後の表面硬化層は靱性も良好である。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C: 0.05~1.2%、Si: 0.05~2%、Mn: 0.3~3%、Cr: 0.1~5%、Ni: 0~3% およびMo: 0~2%を含む鋼を、1000℃以上、共晶点未満の温度域で、浸炭層表面部の炭素濃度分布の最大値の下限を0.8%以上、かつ母材の炭素量を超える量、同じく上限をセメンタイトが析出する炭素量(A_{cm}線)未満に増大させ、次いで10℃/sec以上の冷却速度で少なくとも浸炭層を500℃以下まで冷却した後、A_{ci}点以上に再加熱して焼入することにより、表面部に直径1μm以下のセメンタイト粒を体積比で10%以上析出させることを特徴とする鋼の浸炭処理方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は歯車、軸受け等表面硬化に必要な鋼製部品の浸炭処理方法に関する。

【0002】

【従来の技術】歯車、軸受け等の機械構造部品に対する軽量化、長寿命化の要請が強い。これらの部品では高い面圧が負荷されることが特徴であることから、表面硬化、なかでも浸炭処理が施される場合が多い。

【0003】昨今、上記要請に応えるために、より高い表面硬度を得る目的で、表面を高炭素マルテンサイト化する従来の浸炭処理法を改良し、セメンタイトを分散させる新しい処理法が提案されている。従来の浸炭処理法では、鋼のオーステナイト領域で雰囲気から炭素をオーステナイト中への固溶限(セメンタイトが析出する炭素濃度)未満で浸透させるのに対し、新しい浸炭処理法では炭素を上記固溶限以上に浸透させる。

【0004】新しい浸炭処理法を適用すると、セメンタイトの分散により表面硬度が一層上昇し、耐摩耗性や転動疲労寿命等の向上が達成できる。例えば、特開昭61-104065号公報や特開平2-10775号公報などに開示されているのが、この思想に基づく発明である。

【0005】しかし、このセメンタイトを析出させる浸炭法には次の二つの問題がある。

【0006】(1)セメンタイト析出浸炭では、炭素はセメンタイトを析出させつつ母材中心部に向かって拡散するわけであるが、拡散してきた炭素がセメンタイトの析出に消費されるため、所定の浸炭深さを得るためには長時間の処理が必要である。

【0007】(2)セメンタイトは凝集して粗大化しやすく、加えてオーステナイト温度域での浸炭では粒界に析出する傾向がある。このような粗大化したり、粒界に析出したりしたセメンタイトは硬さの上昇には寄与するが、硬化層の靱性に悪影響を及ぼす。

【0008】浸炭所要時間を短縮する方法の一つとして、例えば特開昭57-5861号公報に示されるような高温で処理するものがある。この発明は950~1150℃で炭素をオーステナイト固溶限以上に浸炭させた後冷却する方

2

法であり、セメンタイトを析出させることを特徴としている。しかし、このような高温域(オーステナイト+セメンタイト二相域)でセメンタイトを析出させた場合、前述のとおり粗大な棒状の炭化物が生成し、粒径が1μm以下のセメンタイトを得るのは困難である。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明はこのような問題を解決するためになされたものである。本発明の目的は、セメンタイト析出浸炭における浸炭時間の短縮と微細セメンタイトのオーステナイト基地への均一分散が可能な鋼の浸炭処理方法を提供することにある。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は次の浸炭処理方法にある。

【0011】重量%で、C: 0.05~1.2%、Si: 0.05~2%、Mn: 0.3~3%、Cr: 0.1~5%、Ni: 0~3% およびMo: 0~2%を含む鋼を、1000℃以上、共晶点未満の温度域で、浸炭層表面部の炭素濃度分布の最大値の下限を0.8%以上、かつ母材の炭素量を超える量、同じく上限をセメンタイトが析出する炭素量(A_{cm}線)未満に増大させ、次いで10℃/sec以上の冷却速度で少なくとも浸炭層を500℃以下まで冷却した後、A_{ci}点以上に再加熱して焼入することにより、表面部に直径1μm以下のセメンタイト粒を体積比で10%以上析出させることを特徴とする鋼の浸炭処理方法。

【0012】上記鋼において、NiおよびMoはいずれも無添加でもよく、必要に応じて1種または2種を添加する。これらを積極的に添加する場合の下限は、Niで0.5%、Moで0.1%とするのが望ましい。

【0013】基礎的事実として、鋼中の炭素の拡散に限らず拡散速度は高温になるほど速くなる。また、鋼のオーステナイト領域では高温になるほど炭素の固溶限が高くなり、共晶温度で最大となる。本発明者はこれらの基礎事実に鑑みさらに検討を進め、次のような新知見を得た。

【0014】(1)高温での炭素固溶量の増大を利用して、高炭素のオーステナイト基地を生成させる。その後、冷却時の初析セメンタイト析出を阻止しつつ冷却し、過飽和組織(マルテンサイトまたはベイナイト、もしくはそれらの混合組織)を生成させる。この組織を再加熱した後焼入れすることにより、従来にない極めて微細かつ均一な分散セメンタイトを生成させることが可能である。

【0015】セメンタイトの微細分散には初析セメンタイト析出の阻止も重要であるが、この他、オーステナイト基地の固溶炭素量を増加させることも重要である。浸炭処理後のこの固溶炭素量は、少なくとも重量%で0.8%以上が必要となる。

【0016】(2)高温処理で、かつ浸炭中にセメンタイトを析出させないことを利用すると、従来のセメンタイ

3

ト析出浸炭よりは勿論のこと、通常の浸炭よりもさらに高速で処理することが出来る。

【0017】(3)微細セメントを表面層内に均一に分散させることにより、表面硬度と同時に靱性も付与することができる。

【0018】

【作用】まず、本発明方法の対象となる鋼(母材)の化学組成と製品鋼の組織について前記のように限定した理由を説明する。％は重量％を意味する。

【0019】(1)C: 0.05~1.2 %

Cには母材の強度を向上する作用と母材の靱性を低下させる作用がある。0.05%未満であると、機械部品としての強度が不足するので下限は0.05%とした。一方、1.2%を超えると母材の靱性が大幅に低下し、中心偏析の問題から溶裂が難しくなるので、上限を1.2%とした。望ましいのは0.10~0.30%である。

【0020】(2)Si: 0.05~2%

Siは鋼の溶製時に脱酸剤として使用されるので、少なくとも0.05%は含有される。一方、2%を超えると母材の被削性、加工性が劣化するので上限を2%とした。望ましいのは1%以下である。

【0021】(3)Mn: 0.3~3%

Mnには鋼の焼入性を向上させる作用がある。本発明では再加熱焼入によって浸炭層と母材を硬化させることが必要不可欠であるため、鋼の焼入性確保も同時に必要となる。この確保のためには最低0.3%のMnが必要である。一方、3%を超えると母材の被削性、加工性が劣化するので上限を3%とした。望ましいのは2%以下である。

【0022】(4)Cr: 0.1~5%

Crには鋼の焼入性を向上させる作用がある。また、再加熱によってセメントをより微細化する効果もある。これらの効果を得るには最低0.1%のCr含有量が必要である。一方、5%を超えてもセメントの微細化効果は飛躍的に向上しないので上限を5%とした。望ましいのは4%以下である。

【0023】(5)Ni、Mo: Niの上限は3%、Moの上限は2%

本発明方法の対象鋼では、上記の各成分のほかにNiおよびMoの1種または2種を含有させてもよい。

【0024】これらには、母材と硬化層の基地の靱性向上、焼入性向上の作用があるので目的に応じて添加する。積極的に添加する場合の下限は、Niで0.5%、Moで0.1%とするのが望ましい。しかし、Niが3%、Moが2%を超えると母材の被削性が劣化するので、上限をそれぞれ3%、2%とした。望ましい上限はNiで2%、Moで1%である。

【0025】(6)その他の元素: アルミキルド鋼とする場合、脱酸剤としてのAl、被削性改善のためのS、Pb等を必要により添加してもよい。その他、不可避的不純物としてのP、N、O(酸素)などが含まれる。

4

【0026】(7)製品鋼表面部のセメント粒の粒径および量

表面の硬化層内に形成されるセメント粒の粒径が1μm以下の微細なものでないと、靱性の低下が著しくなる。例えば、衝撃が負荷された場合、クラックが入ったりする。そして、このセメントの量は、表面硬度の上昇のほか、耐摩耗性、耐熱性等の向上等セメント析出浸炭鋼の特徴を左右する因子である。

【0027】体積率で10%以上となるように析出させ、均一分散させなければ、上記特性を発揮させることができないのでセメント量の下限を体積率で10%とした。望ましい上限は同じく30%である。

【0028】次に、本発明の浸炭処理方法について詳述する。

【0029】本発明方法は、前記組成の鋼を①1000℃以上、共晶点未満の温度域で、浸炭層表面部の炭素濃度分布の最大値の下限を0.8%以上、かつ母材の炭素量を超える量、同じく上限をセメントが析出する炭素量(A_{cm}線)未満に増大させる。

【0030】②次いで10℃/sec以上の冷却速度で少なくとも浸炭層を500℃以下まで冷却する。

【0031】③次いでA_{cm}点以上に再加熱して焼入する。

【0032】という工程で処理し、表面部に直径1μm以下のセメント粒を体積比で10%以上析出させるものである。

【0033】(1)浸炭処理温度

本発明方法の目的の一つは浸炭処理時間の短縮を達成することにある。このためには処理温度の上昇が有効である。浸炭処理温度の下限は、従来(925~950℃)の場合と比較して50%以上の時間短縮が可能となる1000℃とした。

【0034】一方、処理温度は鋼の共晶点以上であってはならない。この理由は次のとおりである。

【0035】一般に浸炭処理は浸炭期と拡散期に分けられ、浸炭期では表面部のC濃度を上昇させ、拡散期でそれを内部に拡散させ所定の浸炭深さを得る。

【0036】浸炭期では表面炭素濃度を高める目的から、炭素濃度がオーステナイト基地の炭素固溶限に対し過剰になる場合がある。

【0037】この場合、通常の処理温度であるとセメント析出が起こり、これは拡散によって消失させることが可能である。しかし、処理温度が高くなると炭素濃度過剰部は液化し、母材に形状変化が発生する。このような液化は鋼の共晶点以上の温度域で発生する。

【0038】この共晶点はFe-Fe₃C系では約1150℃であり、合金元素の添加により若干の変化がある。浸炭時間短縮の観点から、浸炭処理は共晶点直下の温度で行うのが理想であるが、量産時のばらつきを考慮すると、望ましい上限温度は共晶点-30℃程度である。

5

【0039】高温浸炭の利点は浸炭時間の短縮のほか、表面部の炭素量を高くできることである。高温になるほどオーステナイト基地へのCの固溶度は上昇するので、炭素濃度がより高いオーステナイトを表面部に得ることができ、再加熱後の焼入により多量のセメンタイトを生成させることが可能となる。

【0040】(2)表面炭素濃度

表面の炭素には、浸炭後に実施する再加熱焼入で得られる表面硬度を上昇させる作用がある。加えて、再加熱焼入後のセメンタイト析出を多量に細かく、均一分散する作用もある。

【0041】浸炭鋼として十分な表面硬度と微細セメンタイトの均一分散を得るために、浸炭後の表面のオーステナイト基地の固溶炭素濃度は最低限0.8%を確保することが必要である。

【0042】本発明方法の対象母材では炭素含有量の上限が1.2%である。母材炭素含有量が0.8%以上の場合でも、本発明方法によれば表面硬化が十分可能である。母材炭素量が0.8%を超える場合は、少なくともその母材炭素量を超えた表面炭素濃度に調整する。

【0043】一方、浸炭処理後では、表面固溶炭素濃度はオーステナイトの固溶限以下としなければならない。

【0044】すなわち、固溶炭素濃度がオーステナイトの固溶限を超えて過剰になると、セメンタイトが析出する。浸炭時にオーステナイトから析出するセメンタイトは粗大である。比較的その微細化が可能な低温域浸炭でも2~3 μ m程度の粗いセメンタイト粒が生成し、なおかつオーステナイト粒界に生成する場合もあり、硬化層の靱性を劣化させる。

【0045】本発明方法の特徴の一つは、浸炭時に生成しやすい粗大セメンタイトを皆無にすることである。このために、拡散期に炭化物を溶かすことにより、表面部の固溶炭素濃度をオーステナイトの固溶限以下とする必要がある。

【0046】固溶炭素濃度を上記のように制御することの作用効果としては、旧オーステナイト粒の微細化作用もある。0.8%以上の炭素を固溶させ、再加熱焼入により1 μ m以下の微細セメンタイトを得ることができるが、同時にその時の表面部の旧オーステナイト粒は極めて微細化する。鋼の合金元素、炭素量、再加熱の温度、保持時間にもよるが10 μ m以下の結晶粒にすることができる。旧オーステナイト粒が微細化するとマルテンサイトも微細化され、破壊単位が細かくなって靱性が向上する。

【0047】浸炭処理に用いる浸炭炉として、現在工業的にはガス浸炭炉が普及しているがこの炉の問題点は雰囲気酸素ポテンシャルが高いことである。酸素ポテンシャルが高いと合金元素が優先酸化され、鋼の特に表面での浸炭性が変化する。本発明方法では、浸炭処理時のセメンタイトの析出を阻止するために雰囲気制御が必要

6

であることから、ガス浸炭炉における処理中の合金元素の優先酸化やこれによる鋼表面の浸炭性の変化は、望ましい浸炭の制御を困難にする。

【0048】浸炭炉としては、雰囲気酸素ポテンシャルを極めて低くコントロールすることができるタイプの炉、例えばプラズマ浸炭炉などが適する。

【0049】(3)冷却

浸炭処理時の雰囲気制御が、またはこの制御と拡散期でのCの母材中心部への溶解により、浸炭終了時点では粗大セメンタイトは存在しない。この状態を維持するために、冷却過程においてもオーステナイト域での初析セメンタイトの析出を阻止しなければならない。冷却過程で析出するセメンタイトもオーステナイト域での析出であれば粗大となり、浸炭中に析出するセメンタイトと同様に硬化層の靱性を劣化させる。

【0050】よって、冷却時の初析セメンタイト生成阻止のため、少なくとも浸炭層を冷却速度10℃/sec以上で冷却する必要がある。望ましい上限は100℃/secである。

【0051】本発明の目標の一つは微細セメンタイトの均一析出である。微細セメンタイトは再加熱焼入れにより得ることができるが、そのためには、上記冷却時において過飽和組織を形成させておく必要がある。過飽和組織とは具体的にはマルテンサイトまたはベイナイト、もしくはそれらの混合組織である。これらの組織の形成のため、少なくとも浸炭層が500℃以下になるまで上記速度条件で冷却しなければならないのである。

【0052】上記冷却条件は少なくとも浸炭層について満たされればよく、製品鋼全体としては特に制約はない。ただし、熱処理歪みを考慮に入れて、母材部の冷却速度はなるべく遅くする方が望ましい。

【0053】(4)再加熱

高温浸炭を行っているため、冷却後の組織は浸炭層、母材ともに元の母材よりも粗粒化しており、靱性が低下している。従って、このままの状態では機械部品として使用することができない。

【0054】再加熱は粗粒化した浸炭層と母材の組織を細粒化する作用がある。また、過飽和状態の組織から微細なセメンタイトを析出させる作用もある。次行程の焼入れにより基地を十分に硬化するために再加熱温度はA_{cl}点以上にする必要がある。

【0055】望ましい上限は900℃である。

【0056】加熱時間は特に限定しないが、前組織のフェライト(マルテンサイト、ベイナイト)が残らない程度に行うべきである。前組織が残ると硬度ばらつきの原因となり、疲労寿命などに悪影響を及ぼす。

【0057】(5)焼入

浸炭層および母材の硬度を上昇させるために焼入れを施す。焼入れ後の組織は十分な強度と靱性を得るため、硬化層、母材ともにマルテンサイトを主体とし、硬化層中

に直径1 μ m以下の微細なセメントイトが均一に分散析出し、この体積率を10%以上とした前記組織とする。焼入れ方法については特に限定されない。

【0058】

【実施例】

(試験1) 表1に供試鋼の化学組成を示す。A-1～A-3鋼では熱間鍛造素材を焼準し、A-1鋼、A-3鋼については焼準まで、A-2鋼についてはさらに球状*

*化焼鈍し、機械加工により直径 ϕ 20mm×長さ30mmの試験片を製作した。これらの試験片に表2に示す条件で浸炭一再加熱焼入を施し、組織観察、硬度測定、C濃度分析およびセメントイト量の測定を行った。結果を表2に併せて示す。

【0059】

【表1】

表 1

鋼	化 学 組 成 (wt %, bal. : Fe, 不純物)					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
A-1	0.20	0.24	0.81	1.10	0.01	0.01
A-2	0.88	0.25	0.33	3.45	0.01	0.01
A-3	0.20	0.24	0.34	2.86	0.01	0.01
A-4	0.06	0.15	0.91	4.95	0.01	0.01
A-5	1.18	1.11	0.38	1.35	0.01	0.01
A-6	1.18	1.97	0.38	1.35	0.01	0.01
A-7	0.22	0.06	2.97	0.09	0.01	0.01
A-8	0.18	0.11	0.75	0.90	0.01	0.41
A-9	0.38	0.28	0.61	0.98	0.01	1.93
A-10	0.21	1.21	0.45	1.12	2.35	0.01
A-11	0.21	0.35	0.35	1.21	2.65	0.01
A-12	0.20	0.11	0.44	0.31	1.02	0.88

【0060】

※ ※【表2】

表 2

区分	鋼	浸炭条件 (プラズマ浸炭)			焼入条件			硬化 深さ (mm) Hv550	セメン タイト 粒 径 (μm)	表面 炭素 濃度 (%)	セメン タイト の 量 (vol%)
		温 度 ($^{\circ}\text{C}$)	時 間 (min)	冷却方法 冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	加熱 温度 ($^{\circ}\text{C}$)	保 持 時間 (min)	焼入 方法				
本 発 明 例	A-1	1130	40(30+10)	OQ (180)	900	30	OQ	1.10	0.8	1.8	14
	A-1	1000	80(30+50)	OQ (180)	900	30	OQ	1.12	0.8	1.3	15
	A-1	1130	40(30+10)	2D (常速)	900	30	OQ	1.15	0.9	1.7	12
	A-2	1130	40(20+20)	15 (常速)	950	60	OQ	—	0.9	1.5	21
	A-3	1130	40(20+20)	2D (常速)	950	30	OQ	1.01	0.8	1.6	25
	A-1	1130	40(20+20)	2D (常速)	900	30	OQ	0.99	0.7	1.5	18
	A-1	1130	40(15+45)	2D (常速)	900	30	OQ	0.91	0.8	0.8	18
	A-1	1130	40(30+10)	2D (480) *	950	30	OQ	0.99	0.9	1.7	18
	A-1	1130	40(30+10)	2D (280) *	900	30	OQ	1.05	0.8	1.7	14
	A-1	1130	40(30+10)	2D (130) *	900	30	OQ	1.05	0.8	1.6	18
比 較 例	A-1	1200	40(30+10)	OQ (180)	900	30	OQ	1.03	×	2.3	20
	A-1	1130	40(40+0)	OQ (180)	900	30	OQ	1.15	>10	2.3	25
	A-1	1130	40(30+10)	8 (常速)	900	30	OQ	1.16	>10	1.8	16
	A-1	1130	40(30+10)	2D (800) *	950	30	OQ	1.10	>10	1.6	19
従 来 例	A-1	930	120(50+70)	OQ (常速)	—	—	—	0.91	なし	0.9	なし
	A-8	930	240	OQ (常速)	—	—	—	0.89	3.4	2.2	31

(注) 浸炭時間: () 内の左は浸炭時間、右は加熱時間
 浸炭後の冷却: 数字は冷却速度、() 内は冷却剤の温度($^{\circ}\text{C}$)、*は冷却剤はソルト
 OQ: オイルクエンチ、保持C量が高い鋼 A-2では、芯部硬度が高く、測定対象外
 セメントタイト粒径: ×は表面の析出、>10は粒径が10 μm 以上の棒状セメントタイト析出

【0061】ただし、従来例のA-3鋼の浸炭処理では、まず120分の浸炭で表面のC濃度を0.8%程度に増加させ、次にAr₃点以下に冷却し、その後再び加熱して120分の浸炭を行った。

【0062】浸炭炉はいずれもプラズマ浸炭炉を用い、雰囲気ガスにはプロパンと水素を用いた。

【0063】硬化層の評価には、硬化深さを用い、硬度分布においてHv550を示す深さを基準とした。

【0064】表2から明らかなように、本発明例においては40分の浸炭時間で従来の2時間浸炭よりも深い硬化深さを得ることができる。析出するセメントタイトは、従来例ではオーステナイト域での浸炭時に生成しているため、オーステナイト粒界に存在するもの、または粗大化したものが多く観察されたが、本発明例では高温域浸炭で完全固溶した高濃度の炭素を再加熱焼入により急激に析出させたものであるため1 μm 以下の微細なものとなる。これらの組織例を図1および図2に示す。

【0065】図1は本発明例の場合の表面ミクロ組織の一例を示す図である。これは、表2の鋼A-1のセメントタイト粒径が0.9 μm 、表面炭素濃度が1.7%、セメントタイトの量が12vol.%のものである。図示するように、微細セメントタイトが基地に均一に分散していることがわかる。図2は従来例の場合の表面ミクロ組織の一例を示す*50

*図である。これは、表2の従来例、鋼A-3のものである。基地に均一に分散した微細セメントタイトは存在しないことがわかる。

【0066】(試験2)表1に示すA-4~A-12鋼の熱間鍛造素材を焼準し、A-5鋼、A-6鋼についてはさらに球状化焼鈍して、その他については焼準ままで、機械加工により直径 $\phi 20\text{mm}$ ×長さ30mmの試験片を製作した。これらの試験片に浸炭—再加熱焼入を施し、試験1と同じ調査を行った。表3に結果を示す。

【0067】

【表3】

BEST AVAILABLE COPY

11
表 3

区 分	鋼	硬 化 深 さ (mm) Hv550	セメン タイト 粒 径 (μ m)	表面 炭素 濃度 (%)	セメン タイト の 量 (vol%)
本 発 明 例	A-4	0.99	0.4	0.85	21
	A-5	—	0.8	1.41	19
	A-6	—	0.8	1.38	17
	A-7	0.93	0.8	1.66	18
	A-8	1.01	0.8	1.44	19
	A-9	—	0.5	1.21	25
	A-10	0.91	0.8	1.45	18
	A-11	0.99	0.9	1.46	16
	A-12	1.05	0.8	1.44	21

(注) 母材C量が高い鋼 A-5、A-6、A-9
では硬さが高く、測定対象外

【0068】このときの処理条件は、次のとおりとした。

【0069】浸炭処理—冷却条件：

浸炭炉：プラズマ浸炭炉

雰囲気：プロパン、水素

浸炭温度：1130℃、

保持時間：40分（浸炭：20分、拡散：20分）

冷却速度：50℃/sec、50℃まで油冷

再加熱焼入処理条件：

加熱温度：950℃、保持時間：30分、その後50℃まで油冷

表3に示すように、本発明で定める条件を全て満たして処理された場合には、粒径1 μ m以下の微細セメントイトが分散した良好な表面硬化層を得ることができる。

【0070】

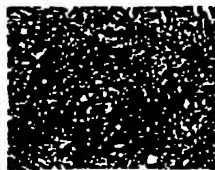
【発明の効果】本発明の浸炭処理方法によれば、短時間の処理で表面に粒径が1 μ m以下の微細セメントイトを均一分散状態で析出させることができ、浸炭後の表面硬化層は靱性も良好である。本発明方法は、歯車、軸受などの機械構造用鋼製部品の表面硬化方法として好適である。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明方法で得られる表面マイクロ組織の例を示す図である。

【図2】従来方法で得られる表面マイクロ組織の例を示す図である。

【図1】



本発明例
(A-1 1130℃)

【図2】



従来例
(A-3 930℃)

BEST AVAILABLE COPY

*** NOTICES ***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.


1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] At weight %, they are C:0.05-1.2 %, Si:0.05-2%, and Mn. : 0.3 - 3%, Cr : The steel containing 0.1 - 5%, nickel:0-3%, and Mo:0-2% in the temperature region of 1000 degrees C or more and under the eutectic point The amount which exceeds the carbon content of more than 0.8 % and a base material for the minimum of the maximum of carbon concentration distribution of the carburization layer surface section, By reheating to one or more Ac(s) and tempering them, after increasing an upper limit similarly under to the carbon content (Acm line) in which a cementite deposits and cooling a carburization layer at least with the cooling rate 10 degrees C / more than sec subsequently to below 500 ** It is the diameter of 1 micrometer to the surface section. Carburization art of the steel characterized by depositing the following cementite grains 10% or more by the volume ratio.

[Translation done.]

Drawing selection drawing 1 



2 μ m
本発明例
(A-1 1130℃)

[Translation done.]

JPO and NCIPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- ## CLAIMS

[Claim 1] At weight %, they are C:0.05-1.2 %, Si:0.05-2%, and Mn. : 0.3 - 3%, Cr : The steel containing 0.1 - 5%, nickel:0-3%, and Mo:0-2% in the temperature region of 1000 degrees C or more and under the eutectic point The amount which exceeds the carbon content of more than 0.8 % and a base material for the minimum of the maximum of carbon concentration distribution of the carburization layer surface section, By reheating to one or more Ac(s) and tempering them, after increasing an upper limit similarly under to the carbon content (Acm line) in which a cementite deposits and cooling a carburization layer at least with the cooling rate 10 degrees C / more than sec subsequently to below 500 ** It is the diameter of 1 micrometer to the surface section. Carburization art of the steel characterized by depositing the following cementite grains 10% or more by the volume ratio.

<http://www.india.gov.in/about-india.aspx>

本発明例
(A-1 1130℃)

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention relates to the carburization art of the steel components which need hard facing, such as a gearing and a bearing.

[0002]

[Description of the Prior Art] The request of lightweight-izing and reinforcement to machine structural parts, such as a gearing and a bearing, is strong. With these components, since it is the description that the load of the high planar pressure is carried out, carburization processing is performed also in hard facing in many cases.

[0003] In order to respond to the above-mentioned request these days, the conventional carburization approach which forms a front face into high carbon martensite is improved in order to obtain higher surface hardness, and the new approach which distributes a cementite is proposed. Carbon is made to permeate in a new carburization approach to making carbon permeate from an ambient atmosphere in the austenite field of steel in the conventional carburization approach under with the solid-solution limit (carbon concentration to which a cementite deposits) to the inside of an austenite more than the above-mentioned solid-solution limit.

[0004] If a new carburization approach is applied, surface hardness goes up further by distribution of a cementite, and the improvement in abrasion resistance, a rolling fatigue life, etc. can be attained. For example, invention based on this thought is indicated by JP,61-104065,A, JP,2-107755,A, etc.

[0005] However, there are the following two problems in the cementation process which deposits this cementite.

[0006] (1) Although it is diffused toward a base material core, carbon depositing a cementite, since the diffused carbon is consumed by deposit of a cementite, in order to obtain the predetermined carburization depth, processing of long duration is required of cementite deposit carburization.

[0007] (2) A cementite is condensed, and it is easy to make it big and rough, and, in addition, it has the inclination to deposit in a grain boundary, by the carburization in an austenite temperature region. Although such a cementite that made it big and rough or deposited in the grain boundary contributes to the rise of hardness, it has a bad influence on the toughness of a hardening layer.

[0008] There are some which are processed at an elevated temperature as shown in JP,57-5861,A as one of the approaches of shortening a carburization duration. This invention It is the approach of back-cooling of having made carbon carburizing at 950-1150 degrees C more than an austenite solid-solution limit, and is characterized by depositing a cementite. However, when a cementite is deposited by such pyrosphere (austenite + cementite two phase region), the carbide of the shape of a big and rough rod generates as above-mentioned, and particle size is 1 micrometer. It is difficult to obtain the following cementites.

[0009]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] This invention is made in order to solve such a problem. The purpose of this invention is to offer the carburization art of the steel in which the homogeneity

[0010]

[0011] At weight %, they are C:0.05-1.2 %, Si:0.05-2%, and Mn. : 0.3 - 3%, Cr : The steel containing 0.1 - 5%, nickel:0-3%, and Mo:0-2% in the temperature region of 1000 degrees C or more and under the eutectic point The amount which exceeds the carbon content of more than 0.8 % and a base material for the minimum of the maximum of carbon concentration distribution of the carburization layer surface section, Similarly an upper limit is increased under to the carbon content (A_{cm} line) in which a cementite deposits, and, subsequently it is a carburization layer at least at the cooling rate 10 degrees C / more than sec. By reheating to one or more $A_c(s)$ and tempering them, after cooling to 500 degrees C or less It is the diameter of 1 micrometer to the surface section. Carburization art of the steel characterized by depositing the following cementite grains 10% or more by the volume ratio.

[0013] As a fundamental fact, not only diffusion of the carbon in steel but a diffusion rate becomes so quick that it becomes an elevated temperature. Moreover, in the austenite field of steel, a carbonaceous solid-solution limit becomes high and serves as max with eutectic temperature, so that it becomes an elevated temperature. this invention person advanced examination further in view of these matters, and ~~acquired~~ the following new knowledge.

[0015] Inhibition of a free cementite deposit is important for detailed distribution of a cementite, and it is important to also make the dissolution carbon content of an austenite base increase. As for this dissolution carbon content after carburization processing, more than 0.8 % is needed by weight % at least.

[0017] (3) Toughness can also be given to surface hardness and coincidence by making homogeneity distribute a detailed cementite in a surface layer.

[Function] First, the reason limited as mentioned above about the chemical composition of steel (base material) and the organization of product steel which are set as the object of this invention approach is explained. % Mean weight %.

[0020] (2) Since Si is used as a deoxidizer Si:0.05 to 2% at the time of the ingot of steel, contain at least 0.05%. On the other hand, since the machinability of a base material and workability deteriorated when it exceeded 2%, the upper limit was made into 2%. 1% or less is desirable.

<http://www.india.gov.in/about-us>

deteriorated when it exceeded 3%, the upper limit was made into 3%. 2% or less is desirable.

[0022] (4) Cr : Cr has the operation which raises the hardenability of steel 0.1 to 5%. Moreover, there is effectiveness which makes a cementite detailed more by reheating. Cr content of at least 0.1 % is required to acquire such effectiveness. On the other hand, since the detailed-ized effectiveness of a cementite did not improve by leaps and bounds even if it exceeded 5%, the upper limit was made into 5%. 4% or less is desirable.

[0023] (5) The upper limit of nickel and Mo:nickel may make one sort of nickel and Mo, or two sorts other than each component of the above [the upper limit of Mo] in the object steel of the 2% this invention approach contain 3%.

[0024] In these, since there is an operation of the improvement in toughness of the base of a base material and a hardening layer and the improvement in hardenability, it adds according to the purpose. As for the minimum in the case of adding positively, it is desirable to consider as 0.5 % with nickel, and to consider as 0.1 % by Mo. However, since the machinability of a base material deteriorated when nickel exceeded and Mo exceeded 2% 3%, the upper limit was made into 3% and 2%, respectively. A desirable upper limit is 1% in Mo 2% with nickel.

[0025] (6) Other elements : when considering as an aluminum killed steel, S for aluminum as a deoxidizer and a machinability improvement, Pb, etc. may be added as occasion demands. In addition, P, N, O (oxygen), etc. as an unescapable impurity are contained.

[0026] (7) The particle size of the cementite formed in the particle size of the cementite grain of the product steel surface section and the hardening layer on the front face of an amount is 1 micrometer. The fall of toughness will become remarkable if the following is not detailed. For example, when the load of the impact is carried out, a crack enters. And the amount of this cementite is a factor which influences the description of cementite deposit cemented steel, such as improvement wear-resistant besides the rise of surface hardness, heat-resistant.

[0027] If it is made to deposit so that it may become 10% or more at the rate of the volume and homogeneity distribution was not carried out, since the above-mentioned property could not be demonstrated, the minimum of the amount of cementites was made into 10% at the rate of the volume. Similarly a desirable upper limit is 30%.

[0028] Next, the carburization art of this invention is explained in full detail.

[0029] this invention approach is the temperature region of more than **1000 degree C and under the eutectic point about the steel of said presentation, and, similarly increases the minimum of the maximum of carbon concentration distribution of the carburization layer surface section to more than 0.8 % and the amount exceeding the carbon content of a base material, and under the carbon content (Acm line) in which a cementite deposits an upper limit.

[0030] ** Subsequently to below 500 **, cool a carburization layer at least with the cooling rate 10 degrees C / more than sec.

[0031] ** Subsequently to one or more Ac(s) reheat, and temper.

[0032] It processes at the process to say and is the diameter of 1 micrometer to the surface section. The following cementite grains are deposited 10% or more by the volume ratio.

[0033] (1) One of the purposes of the carburization processing temperature this invention approach is to attain compaction of the carburization processing time. For that, the rise of processing temperature is effective. The minimum of carburization processing temperature is the former (925-950 **). It could be 1000 degrees C 50% or more of whose time amount compaction is attained as compared with a case.

[0034] On the other hand, processing temperature must not be more than the eutectic point of steel. This reason is as follows.

[0035] Generally, in a carburization term, it is divided into a carburization term and a diffusion term, and carburization processing raises C concentration of the surface section, and it is a diffusion term and it obtains [makes the interior diffuse it and] the predetermined carburization depth.

[0036] In a carburization term, the purpose which raises surface carbon concentration to carbon concentration may become superfluous to the carbon solid-solution limit of an austenite base.

[0037] In this case, a cementite deposit takes place that it is the usual processing temperature, and, as for

this, it is possible to make it disappear by diffusion. However, if processing temperature becomes high, it will liquefy and form status change-ization will generate the carbon overconcentration section in a base material. Such liquefaction is generated in the temperature region more than the eutectic point of steel.

[0038] By the Fe-Fe₃C system, this eutectic point is about 1150 degrees C, and has some change by addition of an alloy element. Although an ideal performs carburization processing at the temperature directly under the eutectic point from a viewpoint of carburization time amount compaction, when dispersion at the time of mass production is taken into consideration, desirable upper limit temperature is about -30 degrees C of eutectic points.

[0039] The advantage of high temperature carburizing is being able to make high the carbon content of the surface section besides compaction of carburization time amount. Since whenever [dissolution / of C to an austenite base] goes up so that it becomes an elevated temperature, carbon concentration can obtain a higher austenite in the surface section, and it becomes possible to make hardening after reheating generate a lot of cementites of it.

[0040] (2) The carbon of a surface carbon concentration front face has the operation which raises the surface hardness obtained with reheating hardening carried out after carburization. In addition, there is also an operation which is so much fine and carries out homogeneity distribution of the cementite deposit after reheating hardening.

[0041] In order to obtain homogeneity distribution of surface hardness sufficient as cemented steel, and a detailed cementite, the dissolution carbon concentration of the austenite base of the front face after carburization needs to secure 0.8 % at worst.

[0042] In the object base material of this invention approach, the upper limit of a carbon content is 1.2 %. Even when a base material carbon content is more than 0.8 %, according to this invention approach, hard facing is possible enough. When a base material carbon content exceeds 0.8 %, it adjusts to the surface carbon concentration beyond the base material carbon content at least.

[0043] On the other hand, surface dissolution carbon concentration must be made below into the solid-solution limit of an austenite after carburization processing.

[0044] That is, if dissolution carbon concentration becomes superfluous exceeding the solid-solution limit of an austenite, a cementite deposits. The cementite which deposits from an austenite at the time of carburization is big and rough. the low-temperature region carburization in which the detailed-izing is comparatively possible -- 2-3 micrometers a cementite grain with coarse extent -- generating -- in addition -- and it may generate to an austenite grain boundary and the toughness of a hardening layer is degraded.

[0045] One of the descriptions of this invention approach is making the big and rough cementite which is easy to generate at the time of carburization there be nothing. For this reason, it is necessary to make dissolution carbon concentration of the surface section below into the solid-solution limit of an austenite by melting carbide at a diffusion term.

[0046] As operation effectiveness of controlling dissolution carbon concentration as mentioned above, there is also a detailed-ized operation of the old austenite grain. 0.8 Make the carbon more than % dissolve and it is 1 micrometer by reheating hardening. Although the following detailed cementites can be obtained, the old austenite grain of the surface section at that time is extremely made detailed to coincidence. It is 10 micrometers although based also on the alloy element of steel, a carbon content, the temperature of reheating, and the holding time. It can be made the following crystal grain. If the old austenite grain makes it detailed, it will be made detailed, a destructive unit will become fine, and toughness of martensite will improve.

[0047] As a carburization furnace used for carburization processing, although the gas carburizing furnace has spread through a current industrial target, the trouble of this furnace is that the oxygen potential of an ambient atmosphere is high. If oxygen potential is high, priority oxidation of the alloy element will be carried out, it is steel, especially the carburization nature in a front face changes. By this invention approach, since ambient atmosphere control is required in order to prevent a deposit of the cementite at the time of carburization processing, priority oxidation of the alloy element under

processing in a gas carburizing furnace and change of the carburization nature on the front face of steel by this make control of desirable carburization difficult.

[0048] As a carburization furnace, it is suitable, the furnace, for example, the plasma carburization furnace etc., of the type which can control the oxygen potential of an ambient atmosphere very low etc.

[0049] (3) At the carburization termination time, a big and rough cementite does not exist by the dissolution to the base material core of C in an ambient atmosphere control [at the time of cooling carburization processing] or this control, and diffusion term. In order to maintain this condition, also in a cooling process, the deposit of the free cementite in an austenite region must be prevented. If the cementite which deposits by the cooling process is also a deposit in an austenite region, it will become big and rough, and the toughness of a hardening layer is degraded like the cementite which deposits during carburization.

[0050] Therefore, it is necessary to cool a carburization layer at least the cooling rate of 10 degrees C./above sec for the free cementite generation inhibition at the time of cooling. A desirable upper limit is 100 **/sec.

[0051] One of the targets of this invention is a homogeneity deposit of a detailed cementite. Although a detailed cementite can be obtained with reheating hardening, it is necessary to make a supersaturation organization form for that purpose at the time of the above-mentioned cooling. Supersaturation organizations are specifically martensite, bainites, or those mixed organizations. For formation of these organizations, it must cool on the above-mentioned rate conditions until a carburization layer becomes below 500 ** at least.

[0052] As the whole product steel, there is especially no constraint that the above-mentioned cooling conditions should just be fulfilled about a carburization layer at least. However, it is more desirable to make the cooling rate of the base material section as late as possible, taking heat treatment distortion into consideration.

[0053] (4) Since reheating high temperature carburizing is performed, the carburization layer and the base material are coarse-grain-ized rather than the original base material, and, as for the organization after cooling, toughness is falling. Therefore, in the condition of this as, it cannot be used as a machine part.

[0054] Reheating has the operation which carries out grain refining of the organization of a carburization layer and a base material which coarse-grain-ized. Moreover, there is also an operation which deposits a detailed cementite from the organization of a supersaturation condition. In order to fully harden a base with hardening of degree stroke, it is necessary to set reheating temperature to one or more Ac(s).

[0055] A desirable upper limit is 900 **.

[0056] Although especially heating time is not limited, it should carry out to extent in which the ferrite (martensite, bainite) of a former organization does not remain. If a former organization remains, it will become the cause of degree-of-hardness dispersion, and will have a bad influence on a fatigue life etc.

[0057] (5) Harden in order to raise the degree of hardness of a hardening carburization layer and a base material. In order to acquire sufficient reinforcement and sufficient toughness, a hardening layer and a base material make martensite a subject, and the organization after hardening is the diameter of 1 micrometer in a hardening layer. The following detailed cementites consider as said organization where the distributed deposit was carried out and this rate of the volume was made into 10% or more at homogeneity. It is not limited especially about the hardening approach.

[0058]

[Example]

(Trial 1) The chemical composition of sample offering steel is shown in Table 1. In A-1 to A-3 steel, normalizing of the hot-forging material was carried out, about A-1 steel and A-3 steel, about A-2 steel, spheroidizing was carried out further, and the test piece with a diameter $\phi 20\text{mm}$ x die length of 30mm was manufactured by machining as [normalizing]. Carburization-reheating hardening was performed on the conditions shown in these test pieces in Table 2, and organization observation, the determination of hardness, C concentration analysis, and measurement of the amount of cementites were performed. A

result is collectively shown in Table 2.

[0059]

[Table 1]

表 1

鋼	化 学 組 成 (wt %, bal. : Fe, 不純物)					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
A-1	0.20	0.24	0.91	1.10	0.01	0.01
A-2	0.86	0.25	0.33	3.45	0.01	0.01
A-3	0.20	0.24	0.34	2.86	0.01	0.01
A-4	0.06	0.15	0.91	4.95	0.01	0.01
A-5	1.18	1.11	0.38	1.35	0.01	0.01
A-6	1.18	1.97	0.38	1.35	0.01	0.01
A-7	0.22	0.06	2.97	0.09	0.01	0.01
A-8	0.18	0.11	0.75	0.90	0.01	0.41
A-9	0.38	0.28	0.61	0.98	0.01	1.93
A-10	0.21	1.21	0.45	1.12	2.35	0.01
A-11	0.21	0.35	0.35	1.21	2.95	0.01
A-12	0.20	0.11	0.44	0.31	1.02	0.88

[0060]

[Table 2]

表 2

区分	鋼	浸炭条件 (プラズマ浸炭)			焼入条件			硬化 深さ (mm) Hv550	セメン タイト 粒 径 (μ m)	表面 炭素 濃度 (%)	セメン タイト の 量 (vol%)
		温 度 ($^{\circ}$ C)	時 間 (min)	冷却方法 冷却速度 ($^{\circ}$ C/s)	加 熱 温 度 ($^{\circ}$ C)	保 持 時 間 (min)	焼入 方法				
本 発 明 例	A-1	1130	40(30+10)	OQ (180)	900	30	OQ	1.10	0.8	1.8	14
	A-1	1000	60(30+30)	OQ (180)	900	30	OQ	1.12	0.8	1.3	15
	A-1	1130	40(30+10)	20 (常温)	900	30	OQ	1.15	0.8	1.7	12
	A-2	1130	40(20+20)	15 (常温)	950	60	OQ	—	0.9	1.5	21
	A-3	1130	40(20+20)	20 (常温)	950	30	OQ	1.01	0.6	1.6	25
	A-1	1130	40(20+20)	20 (常温)	900	30	OQ	0.99	0.7	1.5	18
	A-1	1130	40(15+45)	20 (常温)	900	30	OQ	0.91	0.8	0.8	16
	A-1	1130	40(30+10)	20 (480) *	930	30	OQ	0.99	0.9	1.7	16
	A-1	1130	40(30+10)	20 (230) *	900	30	OQ	1.05	0.8	1.7	14
	A-1	1130	40(30+10)	20 (130) *	900	30	OQ	1.05	0.8	1.6	18
比 較 例	A-1	1200	40(30+10)	OQ (180)	900	30	OQ	1.03	×	2.3	20
	A-1	1130	40(40+0)	OQ (180)	900	30	OQ	1.15	>10	3.3	25
	A-1	1130	40(30+10)	8 (常温)	900	30	OQ	1.16	>10	1.8	16
	A-1	1130	40(30+10)	20 (600) *	930	30	OQ	1.10	>10	1.6	19
従 来 例	A-1	930	120(50+70)	OQ (常温)	—	—	—	0.91	なし	0.9	なし
	A-3	930	240	OQ (常温)	—	—	—	0.89	3.4	2.2	31

(注) 浸炭時間: () 内の左は浸炭時間、右は加熱時間

浸炭後の冷却: 数字は冷却速度、() 内は冷却剤の温度($^{\circ}$ C)、*は冷却剤はソルト

OQ: オイルクエンチ、母材C量が高い鋼 A-2では、芯部硬度が高く、部定対象外

セメントタイト粒径: ×は表面の溶解、>10は粒径が10 μ m 以上の棒状セメントタイト析出

[0061] however -- carburization processing of A-3 steel of the conventional example -- first -- 120 a part -- surface C concentration is increased to 0.8 % extent by carburization -- making -- a degree -- three or less Ar(s) -- cooling -- after that -- again -- heating -- 120 a part -- carburization was performed.

[0062] The carburization furnace all used a propane and hydrogen for the controlled atmosphere using the plasma carburization furnace.

[0063] It was based on the depth which shows Hv550 in degree-of-hardness distribution in evaluation of a hardening layer using the hardening depth.

[0064] In the example of this invention, the hardening depth deeper than the 2-hour carburization conventional by the carburization time amount for 40 minutes can be obtained so that clearly from Table 2. The cementite which deposits is 1 micrometer in order to deposit rapidly the high-concentration carbon which carried out full dissolution by pyrosphere carburization in the example of this invention although many things which exist in an austenite grain boundary, or things which were made big and rough were observed in the conventional example since it was generating at the time of carburization in an austenite region with reheating hardening. It becomes the following detailed things. These examples of an organization are shown in drawing 1 and drawing 2.

[0065] Drawing 1 is drawing showing an example of the surface microstructure in the case of the example of this invention. For this, the cementite particle size of the steel A-1 of Table 2 is 0.9. μ m and surface carbon concentration is [the amount of 1.7 % and a cementite] the things of 12vol(s).%. It turns out that the detailed cementite is distributing to homogeneity on the base so that it may illustrate. Drawing 2 is drawing showing an example of the surface microstructure in the case of the conventional example. This is the conventional example of Table 2, and the thing of steel A-3. It turns out that the

detailed cementite distributed to homogeneity on the base does not exist.

[0066] (Trial 2) Normalizing of the hot-forging material of A-4 to A-12 steel shown in Table 1 was carried out, spheroidizing was further carried out about A-5 steel and A-6 steel, and the test piece with a diameter $\phi 20\text{mm}$ and length of 30mm was manufactured by machining as [normalizing] about others. Carburization-reheating hardening was performed to these test pieces, and the same investigation as trial 1 was conducted. A result is shown in Table 3.

[0067]

[Table 3]

表 3

区分	鋼種	硬 化 深 さ (mm) Hv550	セメント タイト 粒 径 (μm)	表面 炭素 濃度 (%)	セメント タイト の 量 (vol%)
本 発 明 の 例	A-4	0.99	0.4	0.85	21
	A-5	—	0.8	1.41	19
	A-6	—	0.8	1.38	17
	A-7	0.93	0.8	1.66	18
	A-8	1.01	0.8	1.44	19
	A-9	—	0.5	1.21	25
	A-10	0.91	0.8	1.45	18
	A-11	0.99	0.9	1.46	16
	A-12	1.05	0.8	1.44	21

(注) 母材C量が高い鋼 A-5、A-6、A-9
では硬度が高く、測定対象外

[0068] The processing conditions at this time were carried out as follows.

[0069] carburization processing-cooling condition: -- carburization furnace: -- plasma carburization
furnace ambient atmosphere: -- a propane, hydrogen carburization temperature: 1130 degree C, and
holding-time: 40 minutes (carburization: 20 minutes, diffusion: 20 minute)

Cooling rate: As shown in the oil-quenching table 3 to 50 degrees C after that to 50 degrees C/sec and
50 degrees C for oil-quenching reheating quenching treatment condition: stoving temperature
whenever: 950 **, and holding-time: 30 minutes, when all the conditions defined by this invention are
fulfilled and it is processed, it is the particle size of 1 micrometer. The good hard facing layer which the
following detailed cementites distributed can be obtained.

[0070]

[Effect of the Invention] According to the carburization art of this invention, particle size is 1
micrometer to a front face by short-time processing. The following detailed cementites can be deposited
in the state of homogeneity distribution, and the toughness of the hard facing layer after carburization is
also good. this invention approach is suitable as the hard facing approach of components made from
steel for machine structural use, such as a gearing and bearing.

[Translation done.]